IGM87TC-205-635-G
CNRC 28420

Conseil national de recherches Canada
Institut de génie des matériaux
Boucherville (Québec)

National Research Council Canada
Industrial Materials Research Institute
Boucherville, Quebec

LA COULEE DIRECTE DE METAUX

LA COULÉE DIRECTE DE MÉTAUX

J. Masounave, J. Blain et E. Essadiqi

Institut de génie des matériaux
Conseil national de recherches Canada
75 boul. de Mortagne
Boucherville (Québec) Canada J4B 6Y4

Présenté dans le cadre du Séminaire ONU/CEE sur les nouvelles applications de l'acier face à la concurrence des matériaux de substitution

Luxembourg, 2 au 6 mai 1988

1.0 INTRODUCTION

1.1 Historique

Dans les dernières dizaines d'années, l'intérêt pour la fabrication de tôles d'acier à des coûts moindres a beaucoup augmenté. En effet, la concurrence des autres matériaux, tels que les polymères ou les composites, les bétons, les matériaux non ferreux, fait que l'acier doit offrir davantage à un coût de fabrication moindre. Il est à souligner que les composites polymériques ont des propriétés de plus en plus élevées et que leur coût de production baisse beaucoup. Les alliages d'aluminium ont aussi fait de grands progrès dans les dernières années. Leur coût reste cependant encore très élevé. Aussi, des recherches ont été engagées dans certains laboratoires dans le monde afin de pouvoir étudier la faisabilité de nouvelles techniques de fabrication qui permettraient d'obtenir des tôles d'acier à des coûts inférieurs à ceux actuels, et possédant des propriétés au moins identiques sinon améliorées.

Ce type d'approche n'est pas récent. En effet, au milieu du siècle dernier, Sir Henri Bessemer avait déjà proposé une étude avec deux cylindres verticaux [1]. Cette étude a fait l'objet d'un brevet qui est resté célèbre dans le domaine. Malheureusement, le contexte économique et, surtout, l'absence de matériaux à propriétés élevées pour les cylindres et pour les injecteurs ont fait que ce projet a dû être abandonné. Récemment, dans les années 60, les américains, avec la compagnie LTV, ont relancé ce type d'études [2]. Une tôle d'acier "expérimentale" a été produite. Le manque d'intérêt de la part de la direction de la compagnie et le contexte économique des années 60 ont fait que ce projet a été abandonné.

En cette fin de siècle, l'intérêt est de nouveau renouvelé: la situation économique de la sidérurgie est très critique. La mise sur le marché de matériaux concurrents et la concurrence très vive des pays en voie de développement ont remis en cause le futur de la sidérurgie. Aussi, c'est une question presque de survie pour les sidérurgistes: produire des aciers à plus bas prix tout en conservant les propriétés.

La voie classique de production des aciers peut être résumée sur la figure 1. Cette voie est encore très largement utilisée. Elle passe donc par la production de lingots et ces lingots sont ensuite réchauffés pour être laminés à chaud et à froid jusqu'à obtention d'une tôle mince. Le laminage est donc important puisque les lingots ont des dimensions qui sont relativement importantes aussi (sections de 1,2 x 0,6 m).

Après la guerre, la coulée continue a été développée afin, toujours, de pouvoir abaisser les coûts de production. Elle consiste à produire en continu des aciers de dimensions plus faibles. Ainsi, le laminage à chaud est légèrement diminué, mais surtout le contrôle de la qualité est nettement amélioré. Cette technique est schématisée à la figure 2.

La technologie proposée par Bessemer est résumée à la figure 3. Dans ce cas, la tôle d'acier est produite directement en continu sans passer par une étape intermédiaire de préchauffage. Si les propriétés obtenues directement après

l'obtention d'une tôle sont raisonnables, on peut envisager de supprimer ou diminuer certaines opérations de laminage à chaud et peut-être, partiellement, le laminage à froid. Il est trop tôt aujourd'hui pour pouvoir préciser ces points; c'est la raison pour laquelle deux points d'interrogation sont placés au dessus de ces étapes (voir fig. 3).

Avant de s'engager dans des investissements lourds et coûteux, il est donc nécessaire de savoir quelles sont les étapes de la fabrication qui peuvent être supprimées par la production directe de tôles d'acier ("strip casting"). Une machine de laboratoire doit donc être proposée afin de pouvoir évaluer la faisabilité du projet et surtout de pouvoir faire une évaluation économique.

1.2 Principe de base de l'expérience

Le principe de base peut être parfaitement compris à partir du brevet proposé par Bessemer (fig. 4). Les principes généraux restent les mêmes. Le problème à résoudre est plutôt le choix des matériaux.

L'acier liquide est coulé entre deux cylindres qui tournent et sont refroidis. La tôle d'acier solide est donc obtenue à partir du refroidissement du liquide sur les cylindres. L'avantage de ce procédé est évident puisqu'il permet de supprimer toutes les étapes de dégrossissage et, partiellement, de laminage à chaud.

Plusieurs procédés, tous dérivés du principe de base de Bessemer, ont été déjà étudiés ou sont en cours d'étude. La figure 5 résume les différents procédés utilisés.

1.3 Critique des différents procédés

Le système à double bande, tel que celui prôné par la compagnie Hazelett, est très intéressant puisqu'il permet d'obtenir, avec des coefficients de friction relativement faibles, des billettes ayant des épaisseurs de 40 mm. Il est donc possible avec ce procédé d'éliminer l'opération de dégrossissage. Cependant, il est difficile de penser obtenir des matériaux ayant une épaisseur plus faible et relativement constante. En effet, les bandes d'acier sur lesquelles le liquide se refroidit dans le procédé Hazelett ont une épaisseur de 1,5 à 2 mm. Il est difficile d'assurer un refroidissement constant tout au long de la largeur, tel que la tôle ne puisse présenter des ondulations. La limitation de ce procédé est donc l'épaisseur minimum de la tôle produite.

Le procédé à l'aide d'un rouleau simple a été surtout étudié et développé par Allegheny aux États-Unis. Actuellement, quelques tôles d'acier inoxydable 304 sont déjà produites à une échelle industrielle, avec des épaisseurs de 1,5 à 2 mm. L'épaisseur est le principal problème de cette technologie, puisqu'il est difficile d'imaginer produire des tôles plus épaisses que 1,5 à 2 mm. D'autre part, l'état de surface du dessus de la tôle est relativement difficile à contrôler correctement. Ce système nécessite aussi la présence d'une atmosphère gazeuse. Par contre, ce procédé a l'avantage d'être relativement peu sensible aux variations de l'angle de contact. La figure 6 résume

la situation de la coulée directe dans le monde. A cause des avantages cités, le système à double rouleau est le plus étudié. La difficulté du contrôle et la difficulté de trouver des matériaux utilisables économiques pour l'injecteur et les cylindres ont ralenti le développement industriel de cette technologie.

Le système à double rouleau a un potentiel probablement plus important. En effet, il permettrait d'obtenir des tôles d'épaisseurs variables de 1 à 10 mm, tout en ayant un léger laminage à chaud si le besoin s'en présentait. L'état de surface des tôles produites serait probablement plus facile à contrôler.

Par contre, ce système présente un certain nombre d'inconvénients, tels que le système d'alimentation et la stabilité de l'opération qui nécessite un bon contrôle.

La figure 7 résume les raisons qui nous ont déterminé à utiliser cette approche. Parmi celles-ci, notons la facilité de construire un prototype industriel à partir d'un système expérimental (de laboratoire) à deux rouleaux et l'ensemble des avantages pratiques d'un tel système compact. Dans ce design, les considérations métallurgiques sont très importantes. Il faut par exemple éviter de polluer l'acier et donc une atmosphère protectrice ou un bon laitier sont certainement nécessaires. D'autre part, il faut aussi que l'extraction de la chaleur soit parfaitement symétrique si l'on veut obtenir des tôles ayant de bonnes propriétés.

Ainsi faite, cette expérience de laboratoire permettra de préciser plusieurs points qui restent actuellement non résolus. La figure 8 donne un aperçu de ces différents points.

Ce n'est que lorsque la réponse à toutes ces questions sera obtenue qu'il sera possible de décider de l'intérêt économique de cette nouvelle approche.

La figure 9 montre le schéma de principe de l'appareil que nous avons développé. Il s'agit d'un système à double cylindre vertical, c'est-à-dire que la tôle est produite sur un plan horizontal. Ce système est très compact et présente des avantages de sécurité, puisque, en cas d'absence de solidification le long des rouleaux, seulement une faible quantité de métal tomberait sur le sol. C'est aussi un design qui est horizontal, c'est-à-dire qu'il n'est pas nécessaire d'avoir un système vertical qui consomme beaucoup de hauteur et qui présente l'inconvénient d'avoir du liquide métallique à une certaine distance au dessus du sol. Mais surtout, ce système a l'avantage d'être très peu sensible à la pression ferrostatique exercée par le métal liquide dans le panier répartiteur. A cause d'un design relativement compact, il est assez simple de contrôler la température et le niveau du liquide, ce qui serait difficile avec un système vertical. Avec ce système, il sera possible de répondre directement aux questions techniques suivantes: quel sera le matériau utilisé pour les injecteurs, une estimation de leur temps de vie, le matériau utilisé pour les rouleaux et aussi leur temps de vie. Notons que ce matériau est fortement sollicité thermiquement et devra aussi présenter une résistance très importante à ce phénomène, tout en permettant une bonne extraction de la chaleur.

Les blocs de côté évitent les fuites du métal liquide. C'est une technologie relativement difficile et pour laquelle il n'existe pas aujourd'hui de bonnes solutions.

1.4 Contrôle de l'expérience

Devant le grand nombre de paramètres à contrôler, il est évidemment impossible que le contrôle soit manuel. Un modèle de comportement doit donc être développé afin de pouvoir assurer un contrôle automatique de l'expérience. Actuellement, si les paramètres à mesurer sont relativement évidents (température, vitesse, force exercée sur les rouleaux, angle de contact, etc.), les paramètres à contrôler pour assurer une plus grande stabilité de production sont plus difficiles à choisir. Par exemple, on veut éviter de contrôler l'espacement entre les rouleaux qui produiraient une tôle d'épaisseur variable.

Le paramètre le plus simple est probablement la température. Aussi, un programme d'échange thermique a été écrit, dans ce but.

1.5 Rôle canadien

Etant donné le besoin exprimé ci-dessus, l'ensemble des sidérurgistes, par l'intermédiaire de l'Association Canadienne de la Recherche en Sidérurgie, a décidé de se réunir afin de pouvoir définir un programme. Un séminaire réunissant plus de 100 personnes s'est tenu l'an dernier. A la suite de celui-ci, différentes barrières technologiques ont été identifiées, ainsi que des barrières administratives. Actuellement, l'ensemble du travail est à l'étude. Il est à noter que la situation canadienne en sidérurgie est relativement acceptable puisque, depuis plusieurs années, a production nationale d'acier reste à peu près constante (12,7 millions de tonnes en 1983, et 13,3 millions de tonnes en 1985).

Les sidérurgistes essaient de favoriser un effort de recherche canadien en ce domaine.

2.0 SIMULATION

Le but de la réalisation d'un programme de simulation est de pouvoir, ainsi que nous l'avons déja dit, assurer un meilleur contrôle de l'expérience et simuler différentes conditions, ce qui, expérimentalement, coûterait très cher.

Le programme actuel insiste surtout sur l'analyse thermique et les échanges thermiques. Il est prévu d'intégrer, l'an prochain, à ce programme une analyse des contraintes, ainsi qu'une analyse plus précise des aspects métallurgiques (ségrégation, croissance, etc.).

2.1 Principes d'opération

La simulation se fait par une analyse en différences finies explicites du

procédé. L'annexe 1 résume également les formes explicites des équations d'échange de chaleur utilisées. On peut aussi utiliser le programme pour étudier toute machine opérant sur le principe d'un ou de deux rouleaux. L'annexe 2 donne la liste des paramètres ajustables.

Le changement de phase associé à la solidification de l'alliage est traité d'une façon classique [3]. Lorsqu'un volume de matériau atteint la température du liquidus, la température est maintenue constante tant et aussi longtemps qu'une quantité de chaleur égale à la chaleur latente de solidification n'est pas extraite. On a alors recours au concept de dT équivalent pour traiter la chaleur latente de fusion comme un écart de température supplémentaire à franchir (voir annexe 3). Cette approximation est simple à mettre enn oeuvre et efficace (en temps) lors de l'exécution de la simulation. Cependant, elle présente deux inconvénients:

1) Dans le cas d'alliages ayant un grand intervalle de solidification, le modèle prédit une température uniforme dans la zone pâteuse, ce qui naturellement est faux. Ce problème devient particulièrement grave dans le cas de plaques épaisses (> 10 à 20 mm) et/ou à des vitesses de rotation élevées des cylindres. Ces deux cas ont tendance à accroître la profondeur du puits de solidification, ce qui rend la constance de température actuellement prévue encore moins realiste. Heureusement, comme nous le verrons plus loin, pour des tôles minces (quelques millimètres) et les vitesses de rotation que nous utilisons en pratique, le modèle est parfaitement utilisable.

2) Puisque le modèle ne tient pas compte directement de la fraction solide d'alliage présent, il ne pourra pas prédire des phénomènes tel que la surfusion et la ségrégation d'éléments durant la solidification. Ces simplifications de modélisation ne causent des problèmes que pour des tôles d'épaisseur plus grande que celles présentement produites.

Les analyses présentées dans ce mémoire démontrent que les résultats prédits, même sans avoir tenu compte de la fraction solide, correspondent assez bien à la réalité.

2.2 Maillage

2.2.1 Maillage de la tôle

Afin de pouvoir résoudre les problèmes qui nous intéressent, on a dû poser les conditions limites suivantes sur le maillage généré:

A) Pour ce qui est de la face inférieure de la tôle (celle en contact avec le rouleau), on impose l'égalité des flux thermiques à l'interface. Pour ce faire on doit considérer un coefficient de transfert thermique H. Ce coefficient constitue le seul paramètre du modèle qui doit être déterminé empiriquement. En effet, ce coefficient dépend d'un grand nombre de conditions (nature des surfaces, rugosité, température, présence de gaz, d'oxydes etc.) et il est courant de voir des dispersions d'un ordre de grandeur ou plus dans les valeurs publiées qui devraient être comparables.

Nous verrons plus loin comment nous en avons fixé la valeur.

B) On considère que la température d'alimentation de l'alliage à la sortie de la buse est uniforme sur toute l'épaisseur de la tôle. Cette hypothèse est raisonnable si l'on considère que le flot d'alliage à cet endroit est turbulent. Par conséquent, le modèle néglige le transport de masse par convection dans l'alliage liquide.

C) Enfin, puisque le maillage se termine peu après la sortie de la machine, alors que la tôle réelle continue, on suppose que le gradient de température tangentiel est constant à la surface du maillage. Cette hypothèse n'est vraisemblable que si on laisse le maillage se prolonger un peu à la sortie des rouleaux. Dans le cas contraire, on risque de surestimer le taux de refroidissement dans la tôle. Certains auteurs [4] préfèrent imposer un gradient logarithmique dans ces conditions. Pour l'instant, notre programme utilise un gradient linéaire.

2.2.2 Maillage du cylindre

Dans le cas du cylindre, les conditions aux limites sont facilement énoncées:

A) A la surface interne du cylindre, on maintient en tout temps la température égale à celle du caloporteur. Le modèle peut également simuler un cylindre non refroidi dans une simulation transitoire.

B) Les conditions à la surface externe sont les mêmes que celles énoncées précédemment pour le maillage de la tôle.

2.3 Certification du modèle

La première question qui se pose lorsque l'on crée un modèle de simulation numérique est de savoir si les prédictions obtenues sont réalistes. Dans notre cas, la validité du modèle a été vérifiée de quatre façons différentes:

A) Des simulations ont été réalisées à partir des mesures faites dans une usine de tôles d'aluminium, qui nous a fourni les propriétés physiques et les paramètres d'opération d'une machine de type HUNTER (double cylindre). Nous avons alors fait des simulations en utilisant des valeurs réalistes (2000 $W/m^2 \cdot K$) de coefficients de transfert thermique. La simulation correspond bien aux résultats fournis par l'usine: la prédiction de la réduction à 15% près et la température de sortie à 15% près.

B) En utilisant des résultats expérimentaux publiés dans la littérature, nous avons pu nous assurer que les prédictions de notre modèle étaient raisonnables (fig. 10)

C) Enfin, les résultats d'essais préliminaires sur la machine de l'IGM sont en très bon accord avec les résultats prédits par le modèle (fig. 12).

D) Comme nous le verrons, le modèle prédit également correctement l'évolution de la température d'un liquide qui se refroidit sur une plaque horizontale

(fig. 25).

Pour toutes ces raisons, dans son état actuel, le modèle de simulation est capable de prédire avec une précision acceptable les principaux paramètres reliés à la coulée directe entre deux rouleaux. Plusieurs points peuvent être améliorés mais, de façon générale, les prédictions obtenues sont raisonnables.

2.4 Résultats des simulations

Le résultat d'une simulation consiste en un champ de températures couvrant les maillages associés au cylindre et à la tôle. A partir de ces résultats, on peut établir, pour une série de simulations, deux types de graphiques utiles.

Le premier, illustré par la figure 11, donne pour un coefficient de transfert et un angle de contact donnés, la température de la surface de la tôle à la sortie des cylindres en fonction de la vitesse de rotation des rouleaux. Dans ce graphique, le point important est la chute très rapide de température prédite à partir d'une vitesse critique de rotation. Ce genre de chute catastrophique de la température nous a été confirmée par les producteurs d'aluminium et par d'autres auteurs [3].

Ce type de graphique est utile en pratique car il suggère qu'un moyen simple d'asservissement pourrait être la lecture par pyrométrie de la température de surface de la tôle à la sortie des rouleaux.

Le second type de graphique est illustré par la figure 12. On trace ici, pour un angle de contact et un coefficient de transfert donnés, une courbe délimitant les régions où la tôle est ou partiellement liquide ou totalement solide à la sortie des cylindres. On a en ordonnée la température de l'alliage à la sortie de la buse et en abscisse la vitesse de rotation des cylindres. Sur la figure 12, en plus des courbes théoriques pour H = 1500 et H = 4500 $W/m^2 \cdot K$, on a ajouté les points expérimentaux et hachuré la zone qui représente les conditions d'opération de notre machine.

A partir de ce graphique, on peut conclure que:

1) Le coefficient de transfert thermique est identique d'un essai à l'autre puisque la dispersion des points est assez faible.

2) Le coefficient de transfert typique pour notre machine est de l'ordre de 1500 $W/m^2 \cdot K$. Cette valeur est plus faible que celles publiées (2000 à 4000). Ceci est à relier au fait que la force de séparation des rouleaux est faible. Le contact entre la tôle et les rouleaux est donc peu intime. Le revêtement de graphite utilisé joue aussi un rôle.

A partir de ce type de graphique, on peut tirer des informations intéressantes pour l'asservissement de la machine. Par exemple si l'on regarde la pente des courbes calculées on note que:

A) Si la surchauffe à la sortie de la buse est élevée, on opère dans un régime où la vitesse de rotation de la machine doit être fixée avec une très

grande précision. En effet, la pente de la courbe à cet endroit est très grande, de sorte que la moindre imprécision risque de faire passer la machine dans un régime où la tôle produite est ou liquide ou à trop basse température. Les essais faits à haute température n'ont d'ailleurs jamais produit de tôle avant de bloquer la machine.

B) On remarque également qu'une augmentation du coefficient de transfert thermique permet de diminuer la précision exigée sur le contrôle de la vitesse des rouleaux. Cette augmentation est également bénéfique du point de vue productivité puisqu'elle permet de tripler la vitesse de rotation des rouleaux. Malheureusement, ce coefficient est en pratique très peu ajustable. De plus, si H est trop élevé, on court le risque d'avoir un manque d'uniformité des surfaces de la tôle.

C) Notons aussi qu'une augmentation de l'angle de contact produit un résultat similaire à l'augmentation de H (fig. 13). Une augmentation de l'angle de contact de 7 à 14 degrés réduit considérablement la pente de la courbe et accroît d'un facteur 3 le taux de production.

Enfin, notons que, du point de vue l'ingénieur, le modèle donne également des renseignements fort utiles, tels que:

1) Amplitude du choc thermique subi par le rouleaux pendant une révolution

2) Taux de production réalisables en utilisant un ou deux rouleaux pour solidifier

2.5 Améliorations possibles

Le modèle, dans son état actuel, prédit bien les résultats observés expérimentalement. Parmi les modifications possibles qui pourraient y être apportées, mentionnons:

A) Equation de Schell et coefficient de partition

Puisque dans son état actuel le programme ne tient pas compte de la fraction solide dans l'alliage en cours de solidification, on ne peut pas l'utiliser dans des cas ou la ségrégation d'éléments d'alliage est importante. Ce pourrait être un problème dans le cas d'alliages à grand intervalle de solidification ou à fort coefficient de partition.

Dans ce cas, les modifications à faire au programme ne sont pas simples. En effet, les modèles dans la littérature qui traitent de la solidification hors d'équilibre sont complexes et les données physiques permettant de les appliquer sont très rares.

B) Gradient de température à la sortie de la machine

Comme nous l'avons déjà souligné, le modèle impose un gradient de température linéaire à la sortie de la machine pour imposer des conditions aux limites à la fin du maillage. Il est certain que l'application d'un gradient expo-

nentiel utilisé dans d'autres modèles aura un impact important sur la chute de température près de la vitesse critique de rotation (fig. 11).

3. SIMULATION MÉTALLURGIQUE

Avant d'essayer le système de coulée directe entre deux rouleaux, nous avons procédé à des essais de simulation à l'aide d'un moule horizontal mobile et d'un moule statique. Les expériences de coulée directe entre cylindres sont longues et dispendieuses. Nous avons donc construit une expérience simple de simulation qui permet de préciser les alliages et les traitements thermiques requis afin d'obtenir de bonnes propriétés mécaniques. Nous nous sommes limités, dans ce travail, à la détermination de la structure de solidification, des vitesses de refroidissement et de la microségrégation de deux alliages de Cu, de l'acier inoxydable 304, des aciers au carbone 1010 et 1020 et de l'Al 1060.

3.1 Matériaux étudiés et techniques expérimentales

La composition chimique des alliages étudiés est indiquée à l'annexe 4.

Des plaques de 1 à 7 mm ont été élaborées en utilisant: 1) un moule statique en acier, 2) un moule horizontal mobile (fig. 14). Le montage expérimental comprend un panier répartiteur avec une tige-bouchon qui couvre une fente de 60 mm de longueur et 3 mm de largeur. Le panier répartiteur est à 5 mm au dessus du moule horizontal mobile lequel se déplace à 0,5 m/s.

À chaque expérience, 15 kg de matériau sont fondus dans un four à induction avec une surchauffe de 100°C. Une fois la température requise atteinte, le métal liquide est versé dans le panier répartiteur dont la fente est fermée.

Les conditions expérimentales des matériaux étudiés figurent à l'annexe 5.

3.2 Résultats et discussions

3.2.1 Acier inoxydable 304

État des surfaces

La tôle obtenue sur le moule statique en acier a une épaisseur de 5 mm et 1,5 mm dans le cas dynamique. Les surfaces de l'échantillon coulé en dynamique sont rugueuses et irrégulières. Ces irrégularités sont dues aux turbulences et à l'entraînement des gaz durant la coulée. Cependant, il y a des régions où la surface du bas est en bon contact avec le moule et correspond donc à un bon transfert de chaleur lors de la solidification. A l'intérieur de l'échantillon, on observe des porosités, plus particulièrement au voisinage de la surface d'en haut qui s'est solidifiée en dernier (voir fig. 15).

L'analyse thermique

L'évolution de la température lors de la solidification dans le moule statique

est représentée à la figure 16. Elle comprend quatre étapes. La première qui montre une décroissance de la température correspond à une surfusion. La seconde, à la germination. La troisième, correspondant à la croissance est représentée par un plateau. La dernière, où la température décroît de nouveau, correspond au refroidissement de la tôle par radiation et convection libre au niveau de la surface d'en haut et par transfert au niveau de la surface en contact avec le moule [5,6].

Microstructure

La microstructure est hétérogène à travers l'épaisseur des plaques. On distingue généralement 3 sortes de structures. Tout près du moule, on observe une zone hypertrempée de 30 µm d'épaisseur approximativement, composée d'austénite (voir figure 17). Elle est suivie d'une zone dendritique colonnaire puis d'une zone dendritique équiaxe près de la surface d'en haut. Cette caractéristique est valable aussi bien dans le cas statique que dans le cas dynamique.

Vitesses de refroidissement et dendrites secondaires

La distance interdendritique secondaire croît au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la surface du moule. La figure 18 représente cette évolution dans le cas dynamique. Cette évolution est similaire au cas statique. Cette distance varie entre 4 et 12 µm à partir de la surface du moule.

Il est bien connu qu'il y a une relation entre la distance interdendritique secondaire et la vitesse de solidification. Cette relation est donnée par:

$$\lambda_2 = b\dot{T}^{-n}$$

où

b et n sont des constantes
λ_2 est la distance entre deux dendrites secondaires en µm
T est la vitesse de refroidissement en °C/s

Dans le cas de l'acier inoxydable, les constantes b et n sont [7]:

$$b = 63,91 \text{ et } n = 0,347$$

Les vitesses de refroidissement estimées à partir de la relation précédente (statique et dynamique) sont représentées sur la figure 19. Elles sont comprises entre 10^2 et 10^4 °C/s.

Ségrégation

La micro-analyse des éléments d'alliages Ni et Cr montre qu'il n'y a pas de macroségrégation, tel qu'illustré à la figure 20. Cependant, il existe une microségrégation au niveau des dendrites. La figure 21 montre la variation de la concentration du Cr et du Ni à travers quelques branches de dendrites

secondaires. Il y a un enrichissement en Cr et un appauvrissement en Ni au niveau de la phase δ.

Le degré de ségrégation et les coefficients de partition du Cr et du Ni calculés à partir des profils de concentration du Cr et du Ni sont regroupés dans l'annexe 6 dans les cas statique et dynamique respectivement.

3.2.2 Les alliages d'acier au carbone

Les mêmes types d'expérience ont été faits avec des aciers au carbone de type 1010 et 1020. Les mêmes résultats s'appliquent pour ce type d'alliage que pour les aciers 304 précédemment étudiés. Rappelons que l'état de surface supérieur des échantillons produits est généralement irrégulier et que ce phénomène est attribué à la présence de gaz entraînés et surtout à la turbulence du jet. Il a été constaté qu'il y a plus de turbulence dans le cas dynamique que dans le cas statique.

Microstructure

Les aciers au carbone se solidifient en phase δ qui se transforme en austénite. Les chemins de solidification sont montrés sur le diagramme de phase Fe-C de la figure 22. A cause du refroidissement continu après solidification, la structure finale peut être expliquée par les diagrammes TRC. Un tel diagramme pour les aciers à bas carbone est montré à la figure 23. Trois vitesses de refroidissement sont montrées sur cette figure. Lorsque la vitesse de refroidissement est basse, l'austénite se transforme en une ferrite grossière et polygonale avec des régions très marquées de perlite. Aux vitesses intermédiaires, la ferrite grossière se formera le long des joints de grains austénitiques. La transformation de l'austénite résiduelle peut entraîner la formation d'une structure ferritique aciculaire lorsque la température décroît. La formation de cette ferrite aciculaire a déjà été suggérée par plusieurs auteurs [10-12]. Lorsque la vitesse de refroidissement est plus élevée, l'austénite se transforme en bainite supérieure où la présence de ferrite pro-eutectoïde aux joints de grains austénitiques n'est pas remarquée. La microstructure des aciers 1020 coulés dynamiquement est montrée à figure 24. On peut noter la présence de ferrite polygonale formée le long des joints de grains austénitiques. Ces derniers sont parallèles au flux de chaleur pendant la solidification. Une ferrite aciculaire et une structure de Widmanstätten se forment lors de la transformation de l'austénite résiduelle.

La comparaison entre les structures de solidification dans les cas statique et dynamique montre que la vitesse de refroidissement dans le cas statique est plus grande que dans le cas dynamique. Le contact avec le moule est meilleur dans le cas statique, ce qui entraîne un meilleur échange de chaleur pendant le refroidissement. La vitesse de solidification a été aussi mesurée dans le cas des aciers au carbone. Il a fallu fabriquer des aciers rephosphorés afin que la structure dendritique soit mieux définie. L'addition de 0,1% de phosphore dans un acier 1020 rend la mesure de la distance des dendrites secondaires plus facile. En effet, le phosphore ségrège fortement entre le liquide et la phase delta. A cause de cette forte ségrégation, la structure dendritique initiale peut être relativement bien observée. A l'aide de ces

mesures et l'application de la relation suivante [13], valable dans le cas des aciers au carbone:

$$\lambda_2 = 148 \times \dot{T}^{-0.038}$$

on obtient des vitesses de refroidissement de l'ordre de 10^2 à 10^3 degrés par seconde.

Comparaison expérimentale et théorique de l'analyse thermique

La figure 25 représente la comparaison entre les prédictions du modèle et les valeurs de la température enregistrée avec le thermocouple dans le cas où l'acier liquide refroidit sur une plaque horizontale (voir fig. 16). Avec un coefficient de transfert thermique de 200 $W/m^2 \cdot C$, l'accord est bon. Rappelons que, avec les hypothèses utilisées dans le modèle, il n'est pas possible de mettre en évidence la surfusion.

3.2.3 Coulée de tôles d'aluminium par coulée directe entre cylindres

Dans le cas où la vitesse de refroidissement est correctement contrôlée, et surtout la température d'entrée est mieux contrôlée, on peut voir sur la figure 26 que la rencontre de deux fronts de solidification se fait sans la présence d'une frontière nette.

Néanmoins, il est possible de voir qu'il restait encore quelques poches de liquide rémanent qui ont solidifié ultérieurement. Cette photo souligne l'importance qu'il y a d'avoir un très bon programme de contrôle afin que le taux de solidification soit uniforme dans tous les échantillons. En effet, la présence de ces poches de liquide rémanent correspondra dans le cas d'un alliage à une beaucoup plus forte ségrégation dans ces régions, et par conséquent les propriétés mécaniques seront beaucoup plus basses.

Les derniers essais ont montré qu'il était possible, avec un bon contrôle de la machine, d'obtenir des structures acceptables. Ces photos soulignent l'intérêt et la difficulté de la coulée continue entre deux cylindres.

Le contrôle de l'échange thermique est beaucoup plus difficile dans le cas de la coulée entre cylindres, puisque les fronts de solidification doivent se rencontrer en présence de liquide. Néanmoins, l'état de surface des échantillons produits est bien meilleur que dans le cas de la coulée sur un seul cylindre.

4. CONCLUSIONS

1) Une machine de coulée directe entre cylindres a été construite et mise en fonctionnement. Des premières tôles d'aluminium ont été produites.

2) Les conditions de fonctionnement stables de cette machine ont été précisées.

3) Un programme de simulation a été écrit. Ce programme a été testé avec:

- les résultats de la machine de coulée directe entre cylindres
- les résultats de simulation de coulée sur des plaques mobiles ou statiques
- les résultats provenant d'usine ou de la littérature technique

Dans tous les cas, l'accord est très bon. Ce modèle ne contient qu'un seul paramètre ajustable (coefficient de transfert).

4) A partir de métallographies obtenues sur des plaques statiques ou mobiles, il a été montré que, pour des aciers au carbone:

- certaines compositions et certaines vitesses de refroidissement sont à éviter, à cause de l'apparition de structures indésirables
- la microstructure est différente au centre et sur les bords de la tôle

BIBLIOGRAPHIE

1- Sir Henry Bessemer - British Patent No. 49,053 (1865).

2- T.E. Dancy, "The Direct Casting of Steel Strip", rapport IGM86-205-299, 1986.

3- M.C. Flemings, "Solidification Processing", McGraw-Hill Series in Materials Science and Engineering, 1974, ISBN 0-07-021283-X.

4- M.J. Bagshaw, J.D. Hunt, R.M. Jordan, "Modeling and Control and Welding Processes", Proc. of Conf., Santa Barbara, CA, USA, Jan. 12-17 1986; Met. Soc. of AIME, 1986, p. 135-147.

5- Kjell-olof Jonsson, Jern. Kont. Ann. 153 (1969), pp. 193-199.

6- L.M.D. Schetky, L. Backerud, L.M. Liljenvalla and H. Steen, AFS Transactions, 91, pp. 137-144.

7- R.S. Laki, J. Beech and G.J. Davies, Ironmaking and Steelmaking, 12 (1985), pp. 163-170.

8- D.T. Hawkins and R. Hultgren, Metals Handbook, 9th ed., vol. 8, Metallography, Structures and Phase Diagrams, ASM, 1973, p. 276.

9- J.H. Devletian and W.E. Wood, Metals Handbook, 9th ed., vol. 6, Welding and Brazing and Soldering, ASM, 1983, pp. 22-49.

10- A.G. Glover, J.T. McGrath, M.J. Tinkler and Weatherly, Welding Journal, 56 (N° 9), 1977, pp. 267s-273s.

11- Y.E. Smith, A.P. Coldren and LR.L. Cryderman, Symp. Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto, Japan, 1971, p. 119.

12- J.D. Boyd, Met. Trans. A, 7, (1976), pp. 1577-1586.

13- A. Suzuki, T. Suzuki, Y. Nagaoka and Y. Iawata, Nippon Kinzolu GakkaaIki, 32, (1968), pp. 1301-1305.

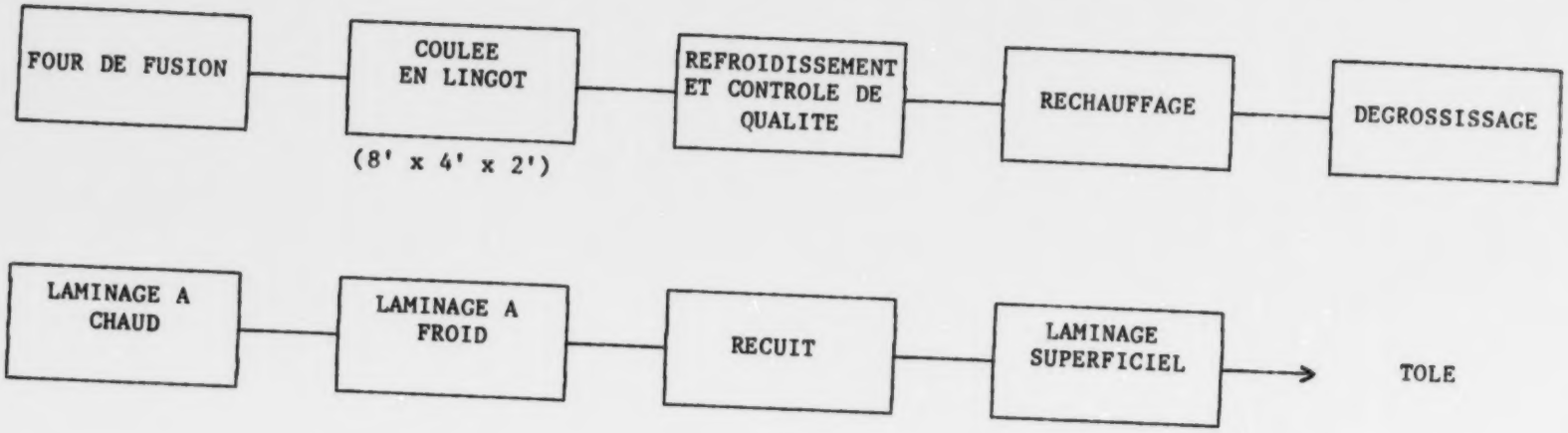


Figure 1 Procédé conventionnel de production de tôles d'acier (- 1970)

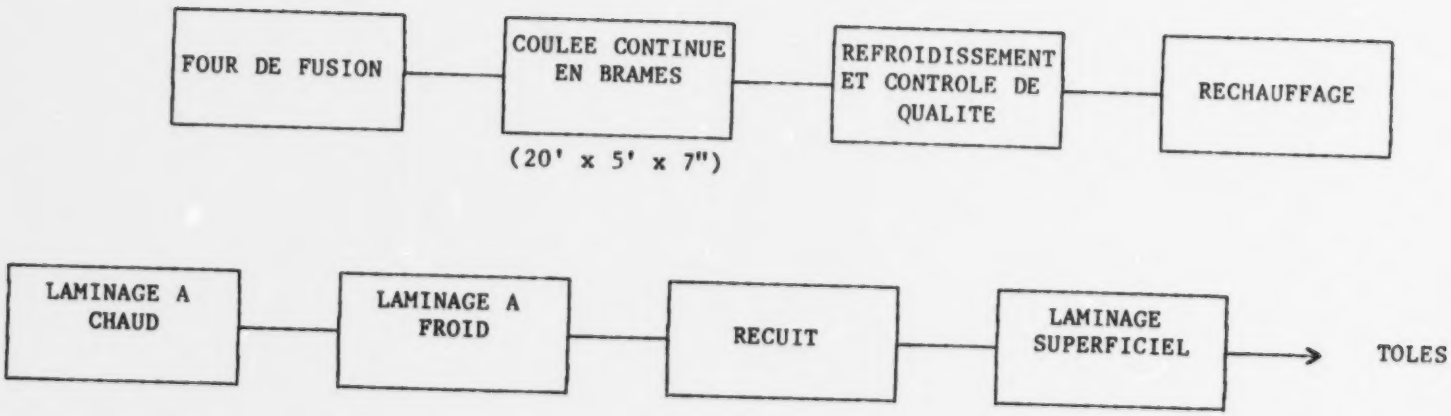


Figure 2 Coulée continue (1960 -)

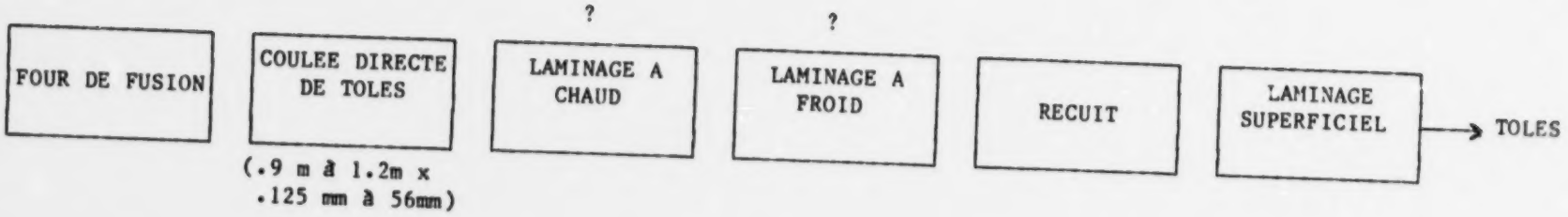


Figure 3 Coulée directe de tôles

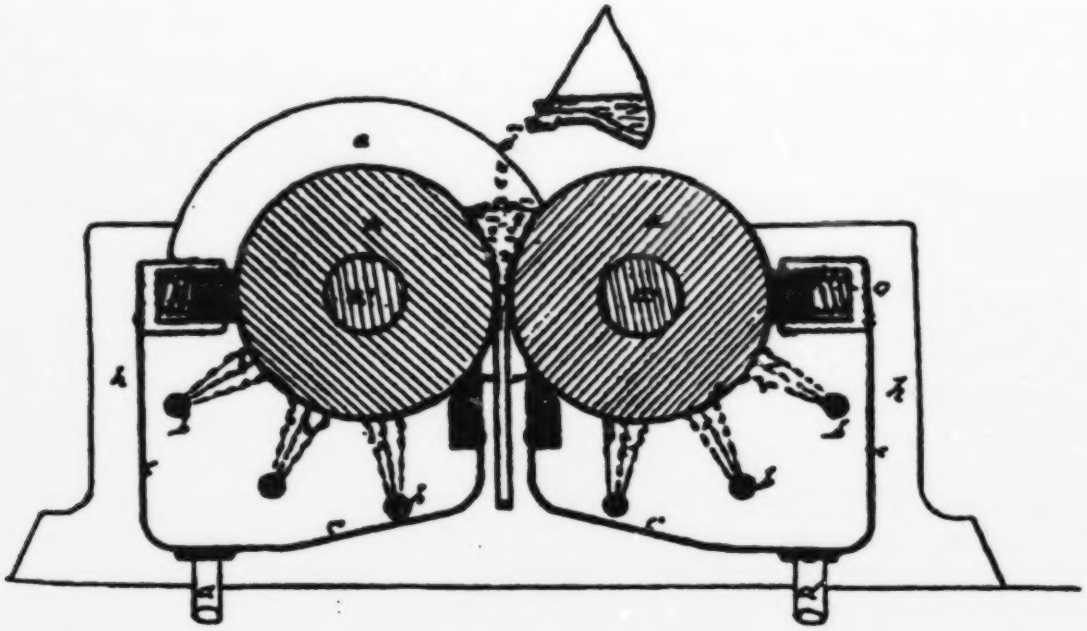
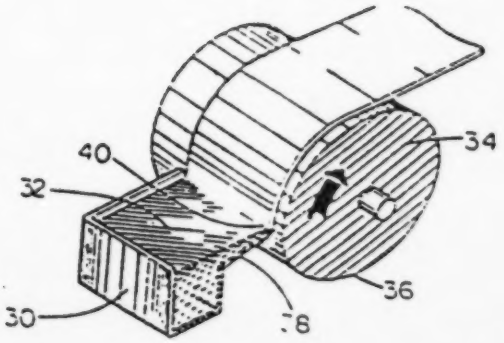
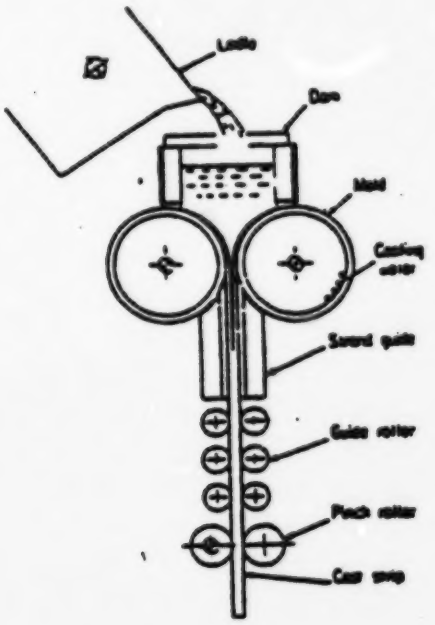


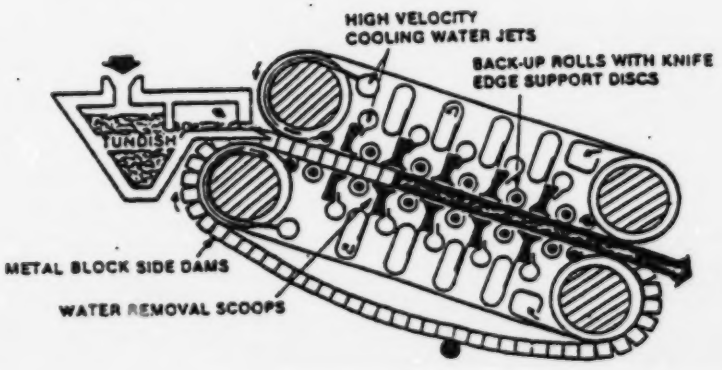
Figure 4 Brevet 49053 (S.H. Bessemer)



a)



b)



c)

Figure 5 Trois types de machines pour la coulée directe de tôles d'acier

a) coulée sur un cylindre
b) coulée entre cylindres verticaux
c) coulée entre bandes doubles

Organisation	Dimensions de la plaque largeur x épaisseur(mm)	Procédé de coulée	Vitesse de coulée
Japon			
NSC	260 x 1	double cylindre	
NKK	100 x (2 à 5)	double cylindre	2 à 25
Sumitomo	600 x (20 à 80)	double bande (Hazelett)	4 à 6
Kawasaki	200 x (0,1 à 0,4)	double cylindre	180 à 720
	100 x 30	double bande	0,5 à 12,5
	600 x (40 à 50)	double bande	< 15 (prévue)
Kobe	270 x (1 à 2)	double cylindre	5-10
Nippon Metal	315 (1 à 3)	double cylindre	
États-Unis			
Bethlehem/USS	1800 x (12 à 15)	double bande (Hazelett)	9-12
Nucor	1300 x 40	double bande (Hazelett)	
Allegheny-Ludlum	300 x (1 à 2)	un cylindre	
Armco/Westinghouse	75 x (0,7 à 3)	un cylindre	
National/Battelle	1800 x (0,25 à 4,5)	un cylindre	
LTV	250 x (2 à 5)	coulée continue	
SMS-CONCAST	1600 x 50	coulée continue	6
Europe			
BSC	400 x (1 à 25)	double cylindre	
	500 x 50	moule-train	10-13
CSM	300 x (1 à 25)	double cylindre	
Krupp	200 x (20-70 mm)	double bande (Hazelett)	10
IRSID	200 x (1 à 25)	double cylindre	
Thyssen	<1 mm	un cylindre	
Mannesmann Demag	600 x 20 mm	dépôt par projection	
Schloemann-Siemag (SMS Concast)	300 x 50 mm	équipement conventionnel avec moule convexe	

Figure 6 Technologie de la coulée directe pour les aciers

POURQUOI CETTE APPROCHE

Considérations mécaniques

1- Affiner le contrôle de la pression du métal à l'entrée par l'intermédiaire du contrôle du niveau de l'acier liquide dans le panier répartiteur.

2- Minimiser le danger de percée

3- Affiner le contrôle de la température du métal liquide dans l'injecteur

4- Configuration compacte

5- Facilité de construire une machine industrielle facile à porter à plus grande échelle

6- Pas de flexion (comme c'est le cas avec le design vertical)

7- Manipulation simplifiée du métal liquide

8- Possibilité de couler différentes épaisseurs (de 1 à 8 mm)

Considérations métallurgiques

1- Faible contamination de l'acier liquide (atmosphère contrôlée)

2- Extraction symétrique de la chaleur (bonne uniformité des propriétés)

Figure 7

BARRIÈRES TECHNOLOGIQUES

1- Qualité de l'acier liquide

- Filtration des inclusions
- Aciérage

2- Manipulation de l'acier liquide

- Matériaux pour récipient de l'acier liquide
- Confinement électromagnétique
- Midélisation du flux du liquide
- Modélisation du transfert de chaleur

3- Système de contrôle

- Analyse directe de l'acier
- Inspection de la surface à haute température
- Mesure directe des inclusions
- Mesure continue des températures et des vitesses

4- Métallurgie

- Structure de solidification et propriétés
- Traitement thermomécaniques

5- Design des équipements

Figure 8

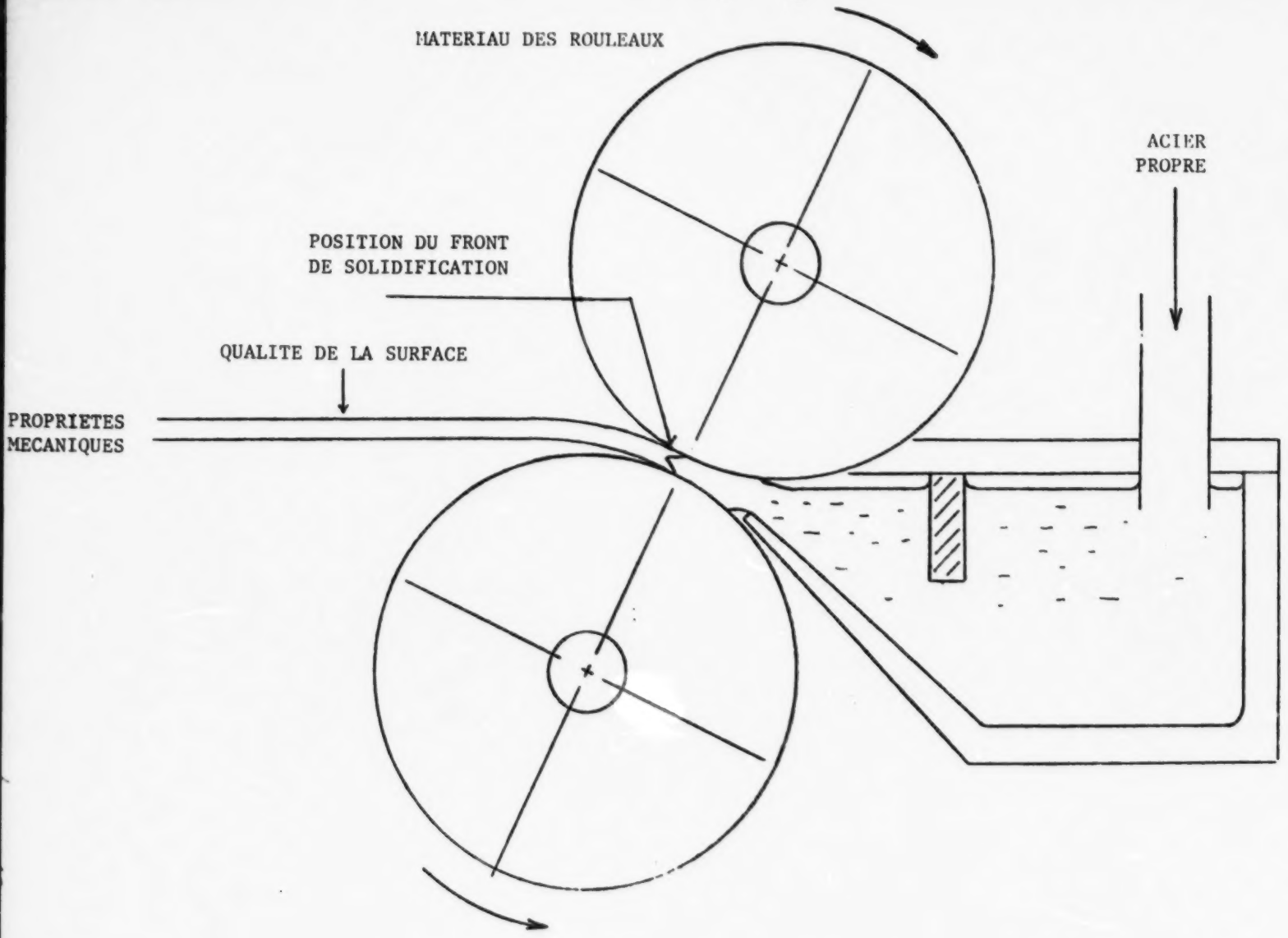


Figure 9 Principe du système de coulée directe entre deux cylindres de l'IGM. Il souligne les principaux problèmes à résoudre.

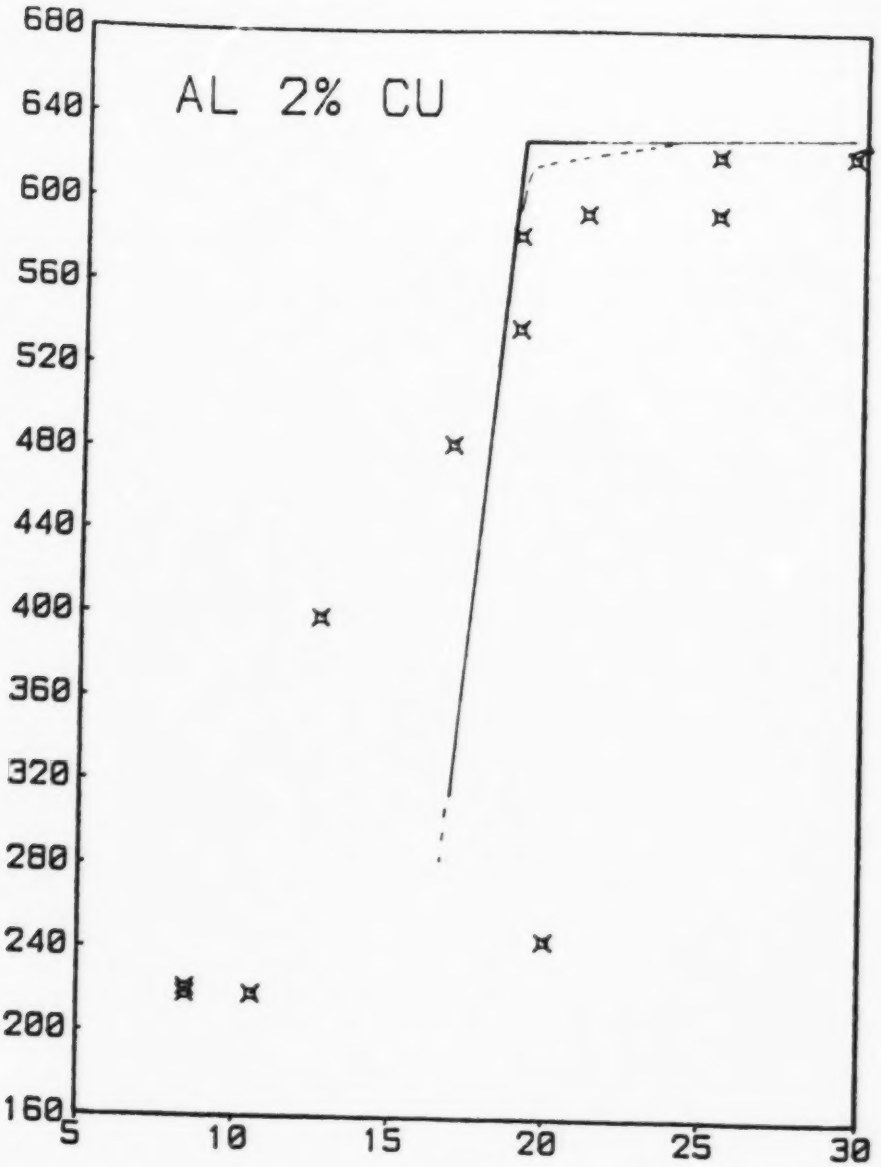


Figure 10 Résultats expérimentaux [4] obtenus sur une machine à deux cylindres et prédictions de notre modèle

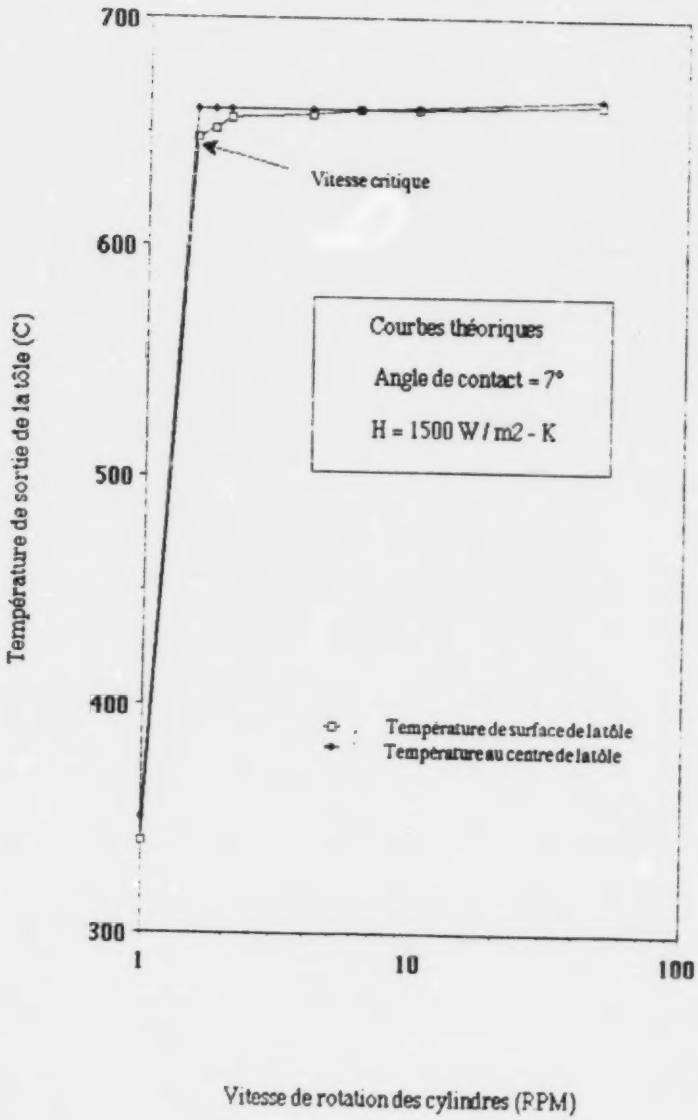


Figure 11 Influence de la vitesse de rotation des cylindres sur la température de la tôle produite à la sortie de la machine. A remarquer la chute rapide de température si la vitesse est inférieure à la vitesse critique.

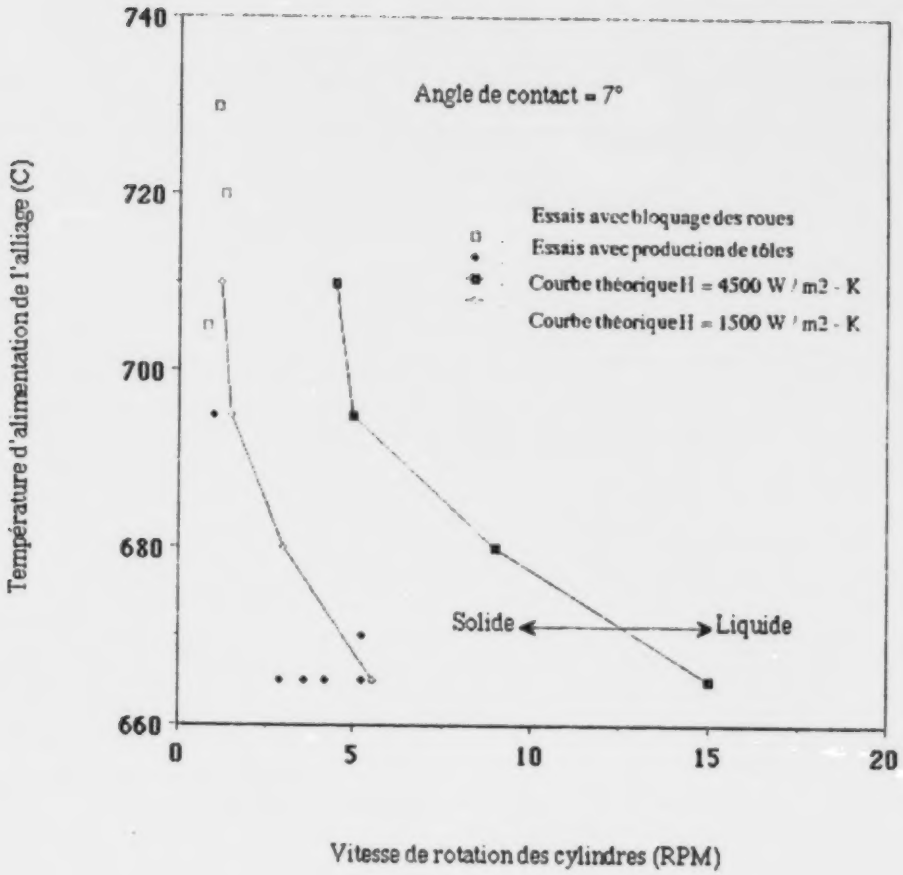


Figure 12 Graphique comparant les résultats obtenus sur la machine IGM à ceux prédits par le modèle de simulation (T_{fusion} de l'alliage = 660°C)

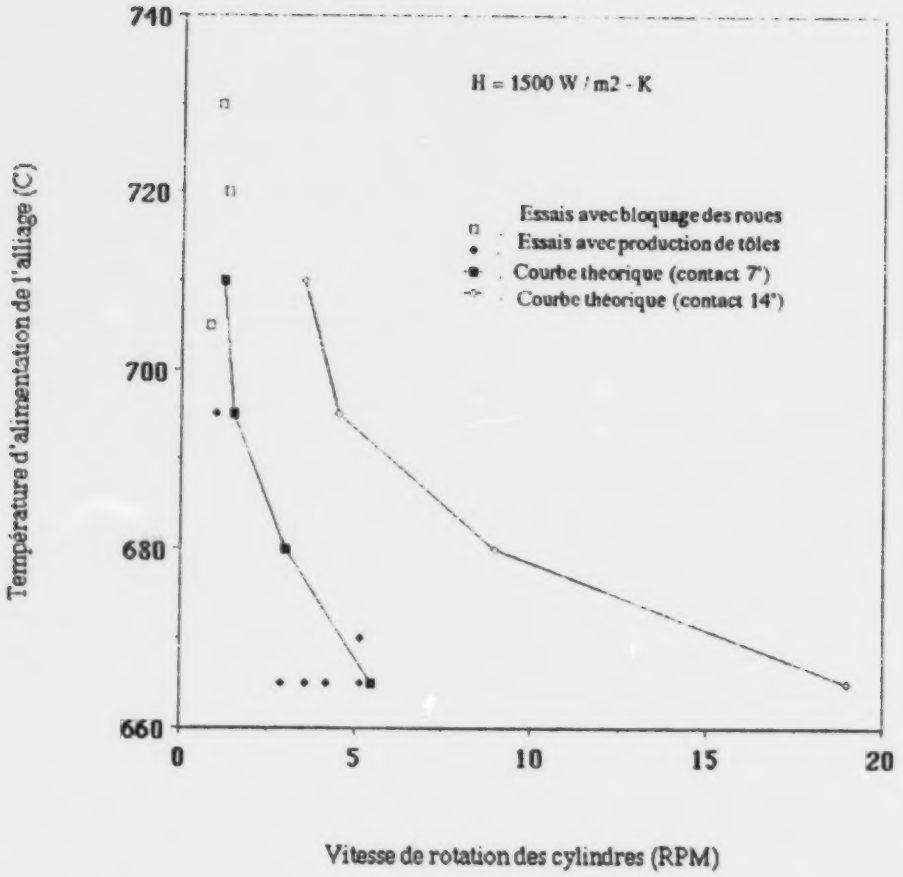


Figure 13 Graphique illustrant l'effet d'une variation d'angle de contact entre le cylindre et l'alliage liquide sur le taux de production de la machine IGM

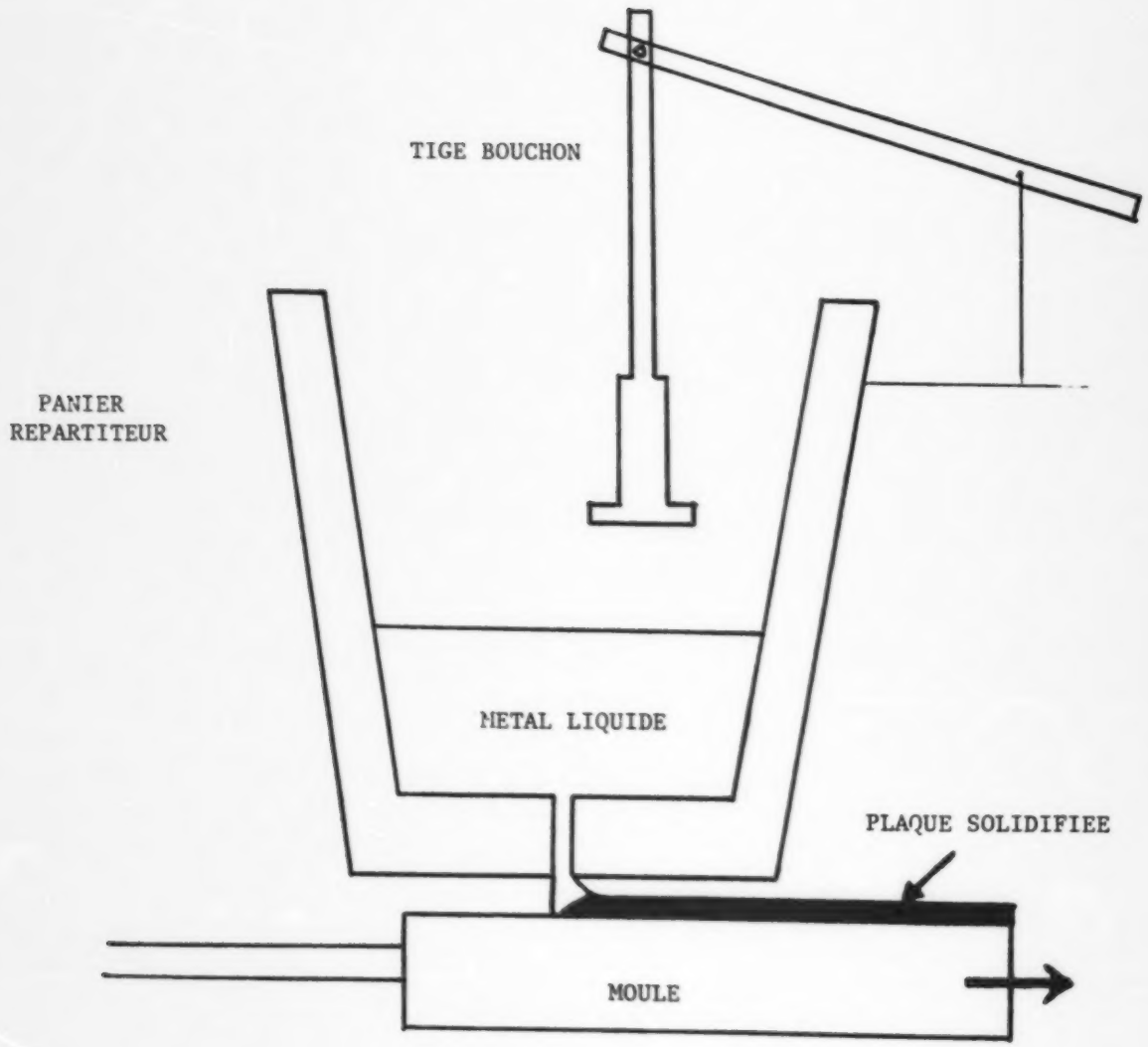


Figure 14 Schéma de l'équipement de coulée directe sur moule horizontal mobile

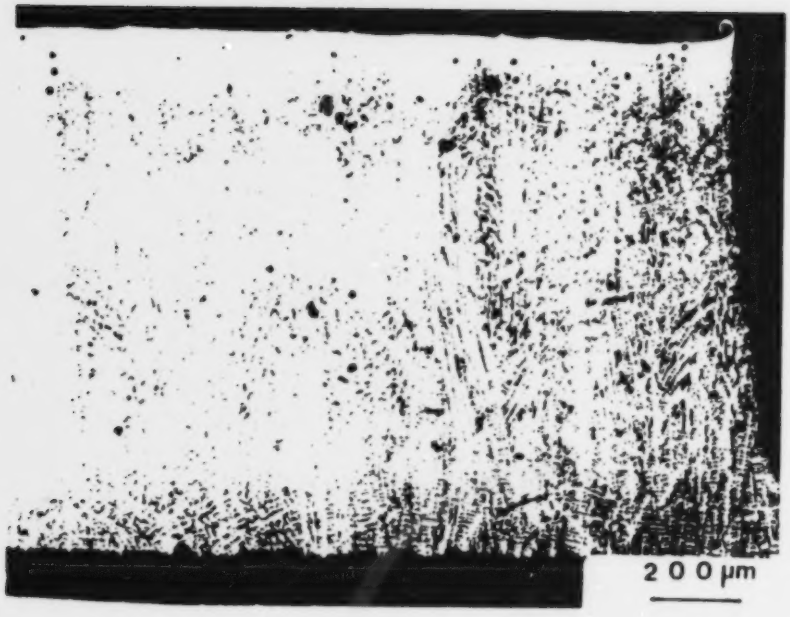


Figure 15 Structure dendritique et porosités à travers l'épaisseur de la plaque en acier inoxydable 304 coulée en dynamique

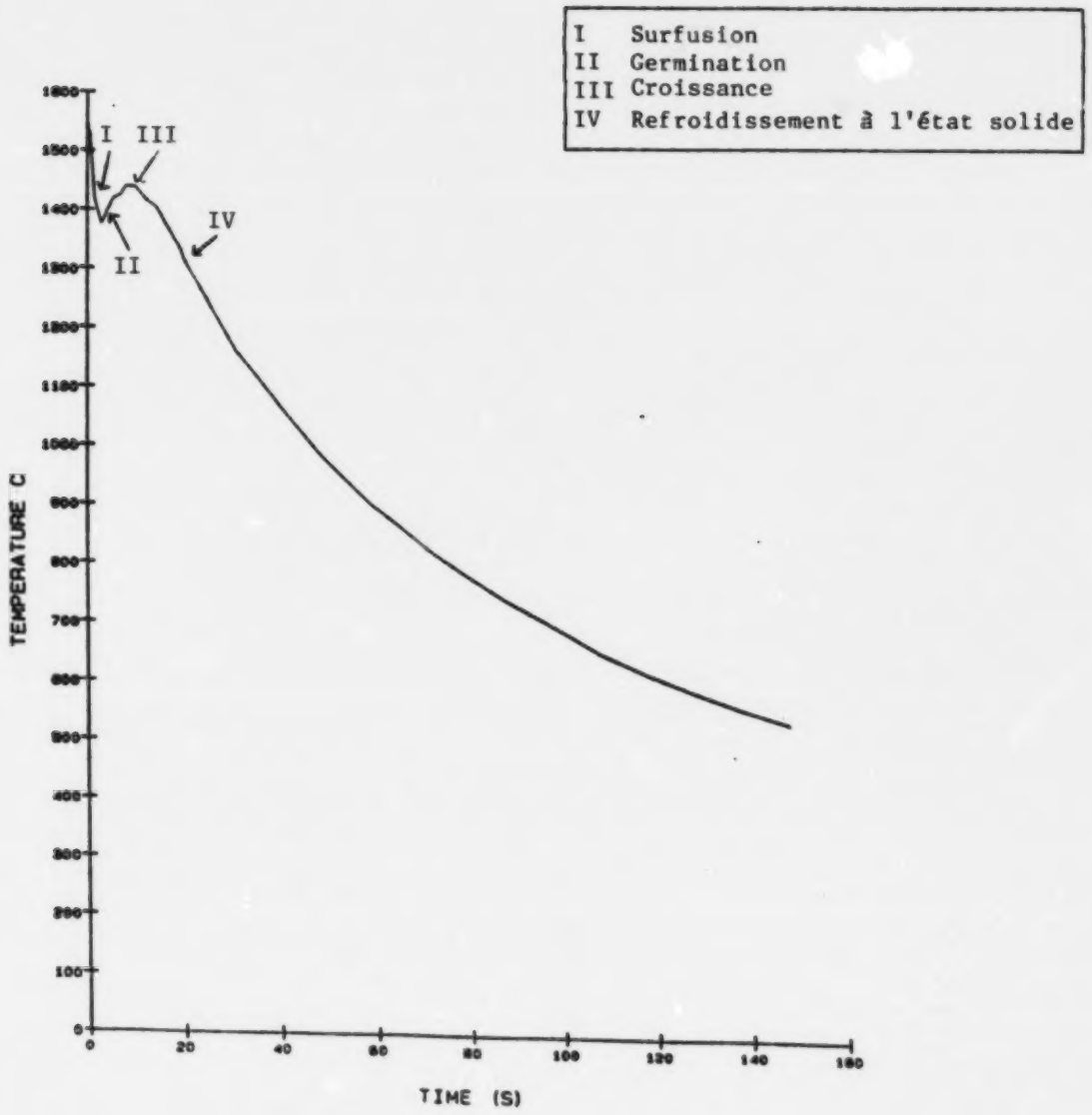


Figure 16 Courbe de refroidissement de l'acier inoxydable 304 coulé sur moule statique d'acier

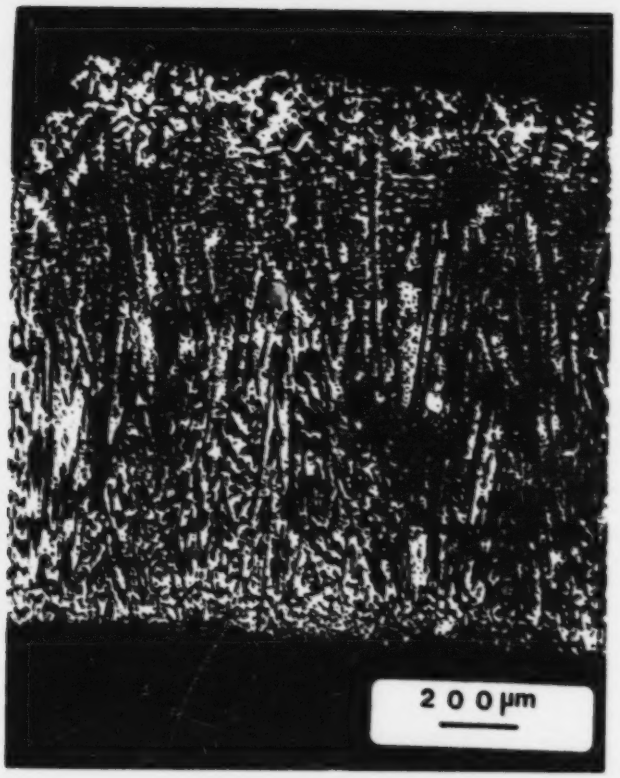


Figure 17 Structure de solidification à travers l'épaisseur d'une plaque d'acier inoxydable 304 coulée en dynamique. Elle montre une structure équiaxe en haut de la tôle et une structure dendritique colonnaire.

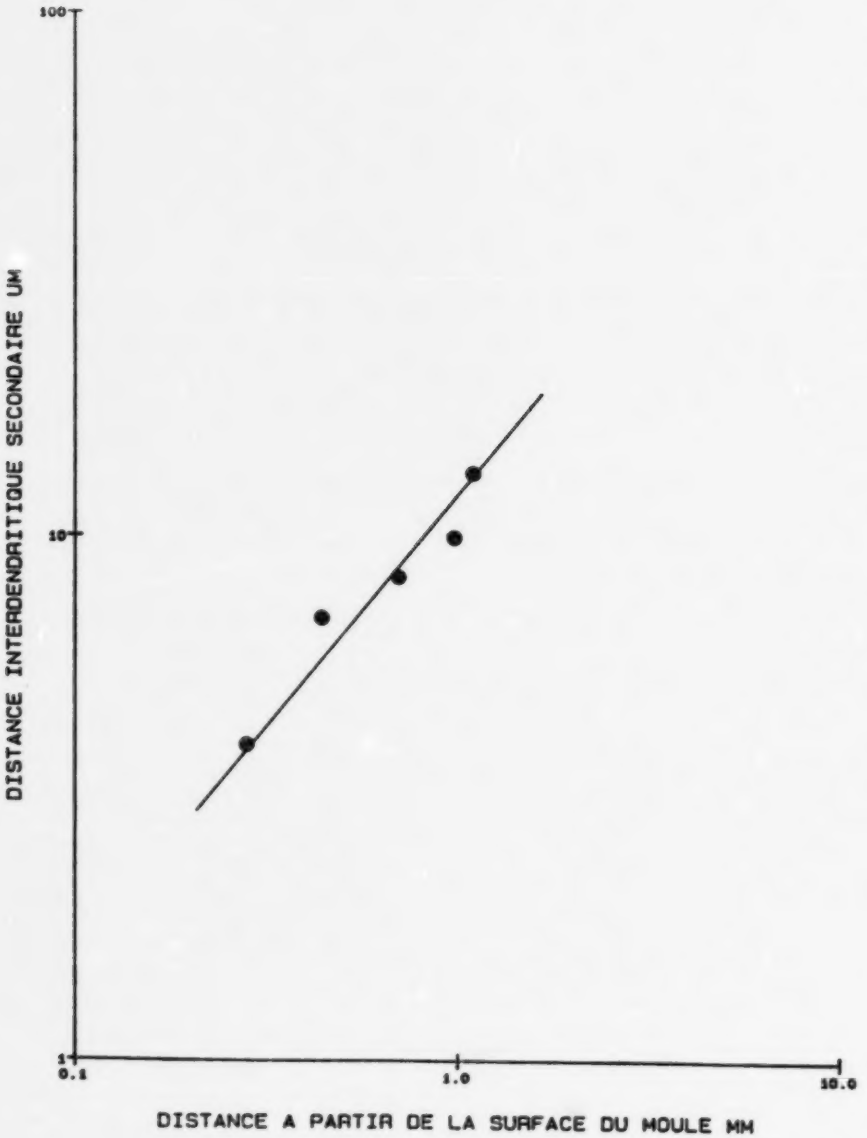


Figure 18 Distances interdendritiques secondaires en fonction de la distance de la surface du moule d'une plaque d'acier inoxydable 304 dans le cas dynamique

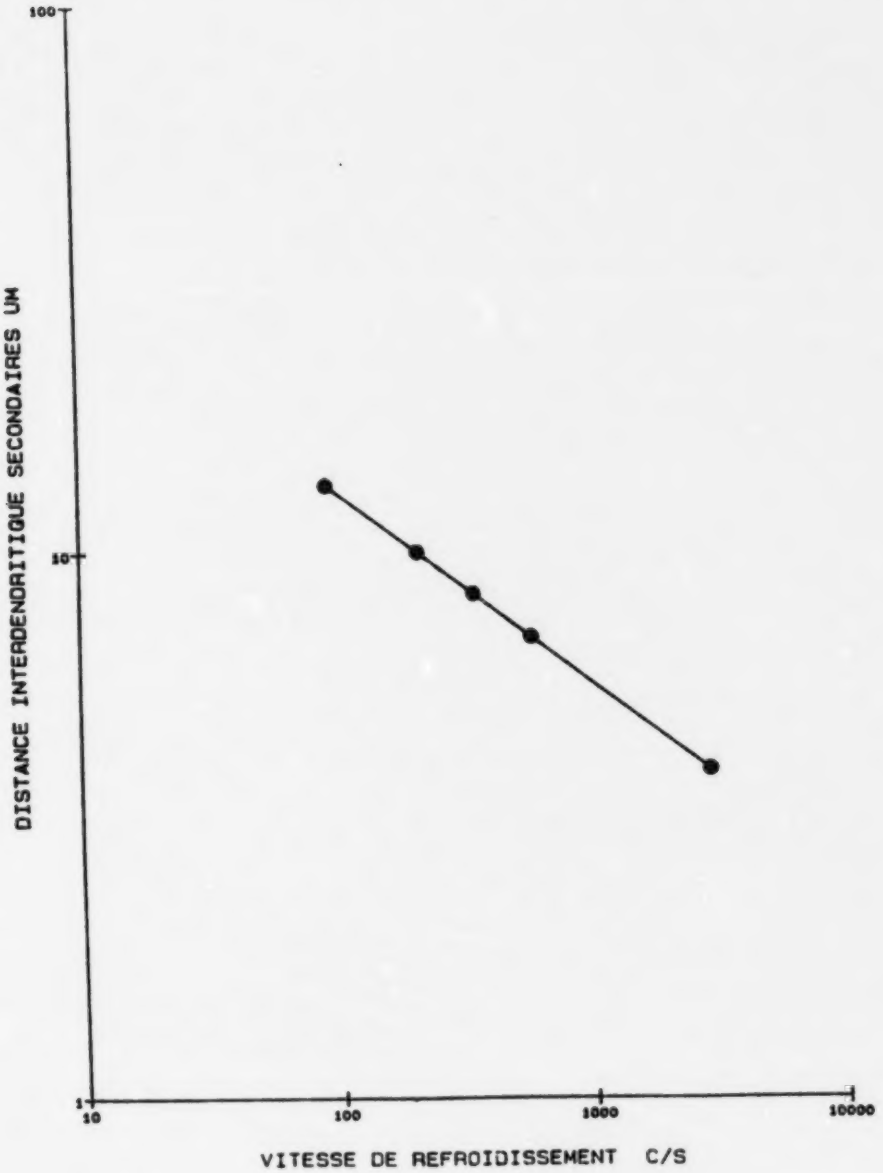


Figure 19 Vitesses de refroidissement de l'acier inoxydable 304, coulé dans le cas dynamique, estimées à partir des distances interdendritiques secondaires

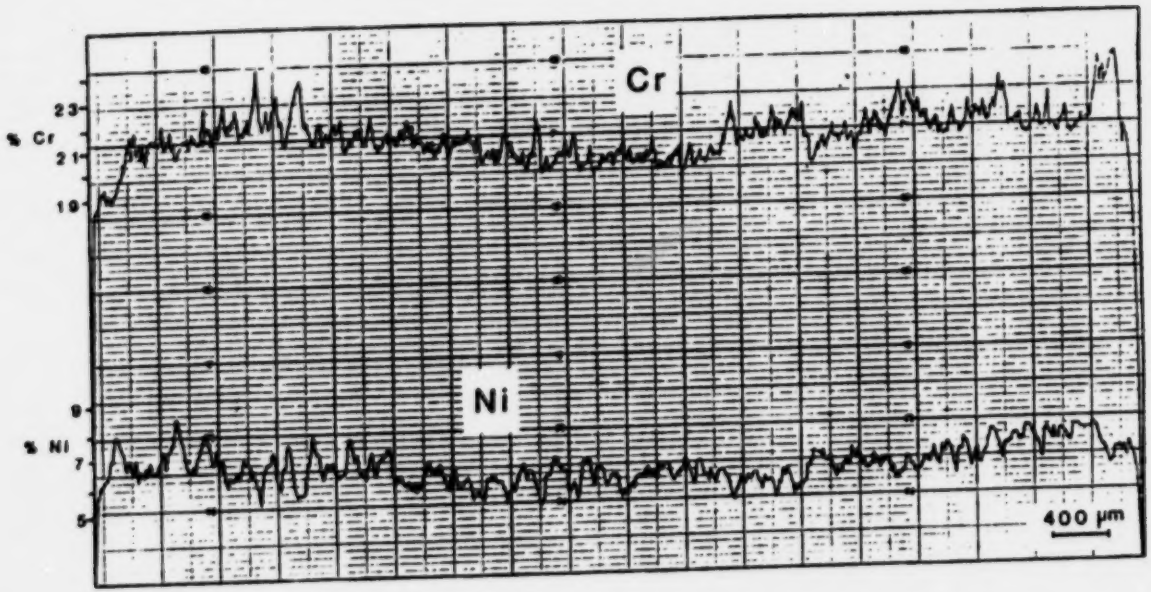


Figure 20 Distribution de la concentration du Cr et du Ni à travers l'épaisseur de l'acier inoxydable 304 coulé sur moule statique d'acier

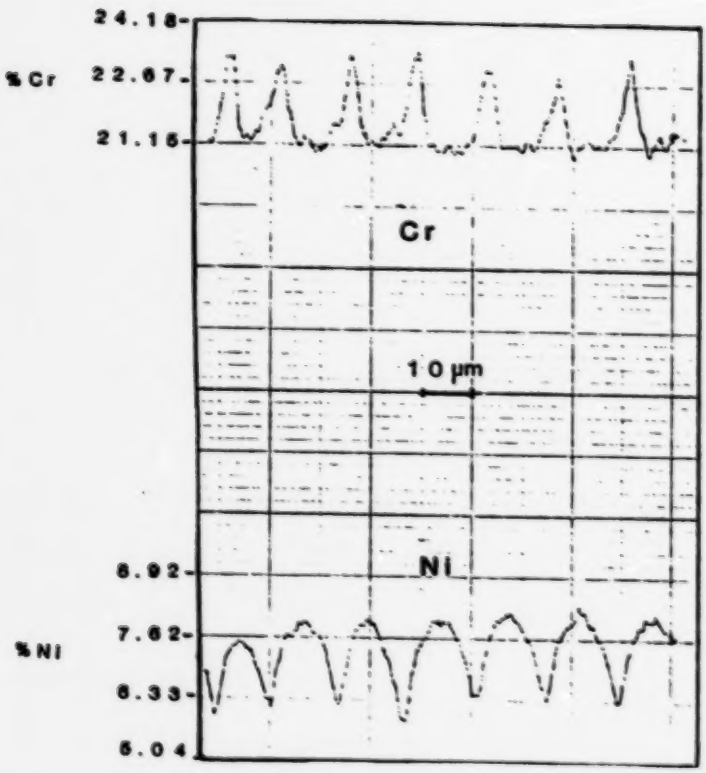


Figure 21 Distribution du Cr et du Ni à travers quelques branches dendritiques de l'acier inoxydable 304 coulé sur moule statique d'acier

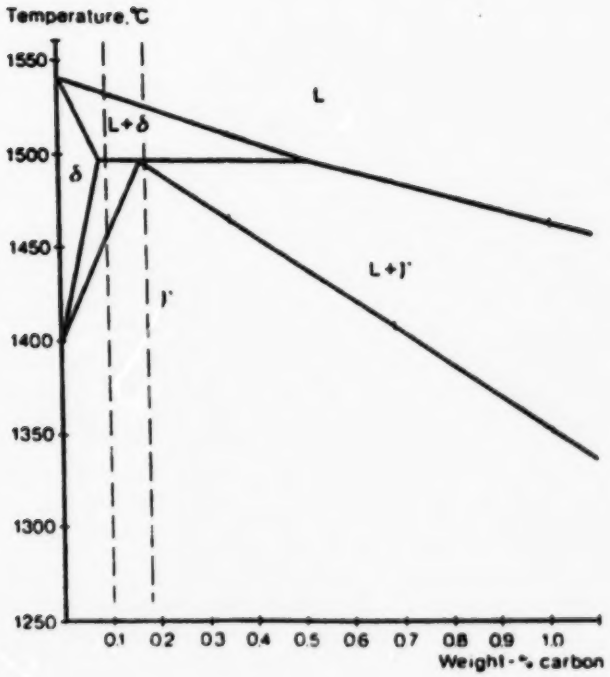


Figure 22 Diagramme de phase Fe-C [8]

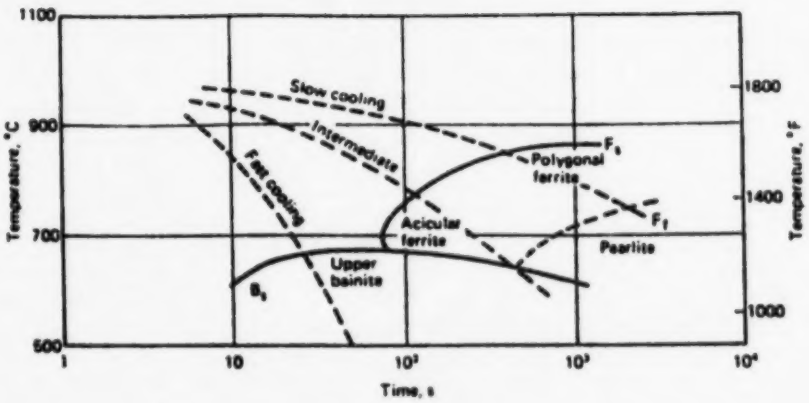


Figure 23 Diagramme TRC pour les aciers faiblement alliés [9]

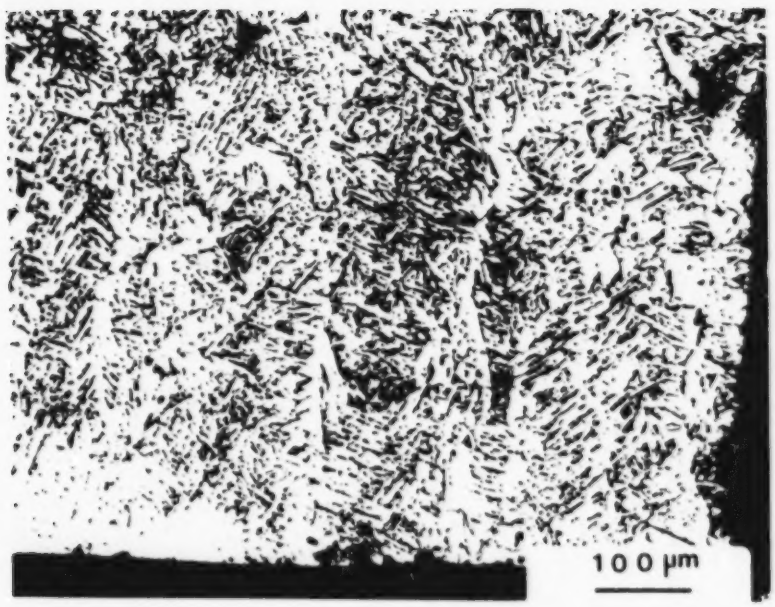


Figure 24 Structure de l'acier 1020 coulé en dynamique et refroidi à l'air

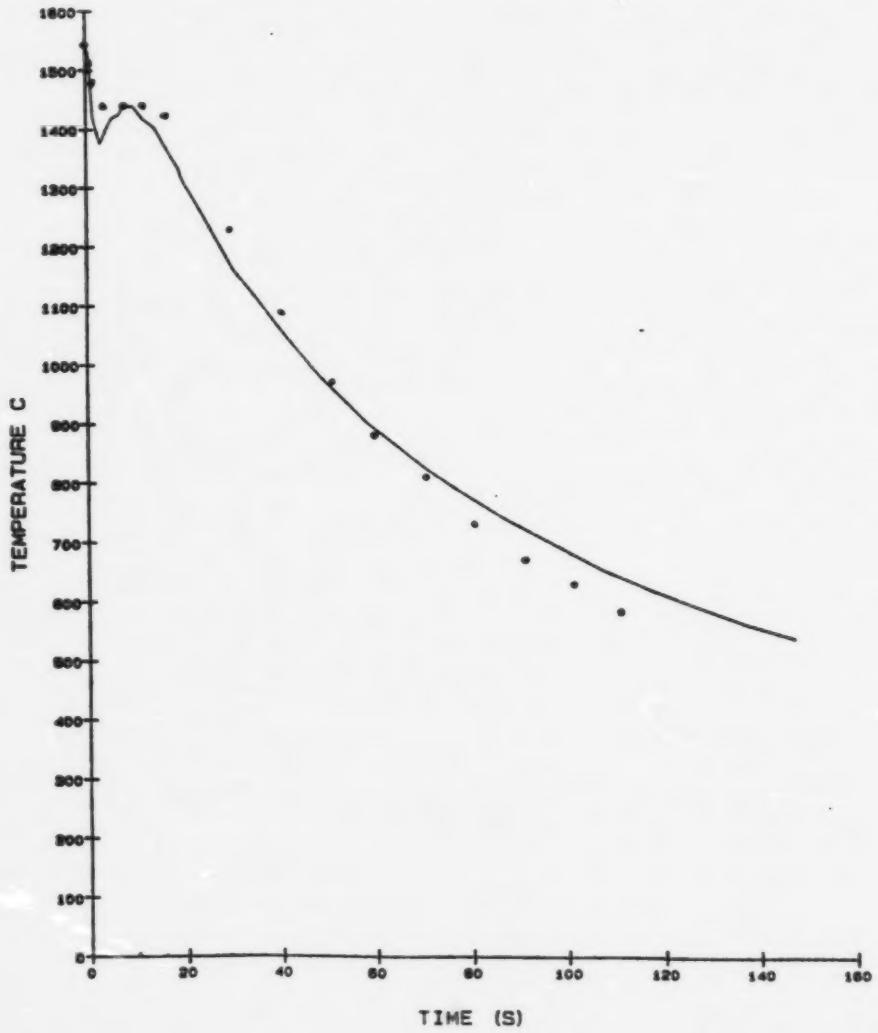


Figure 25 Courbe prédite et expérimentale de refroidissement de l'acier inoxydable 304 coulé sur un moule statique

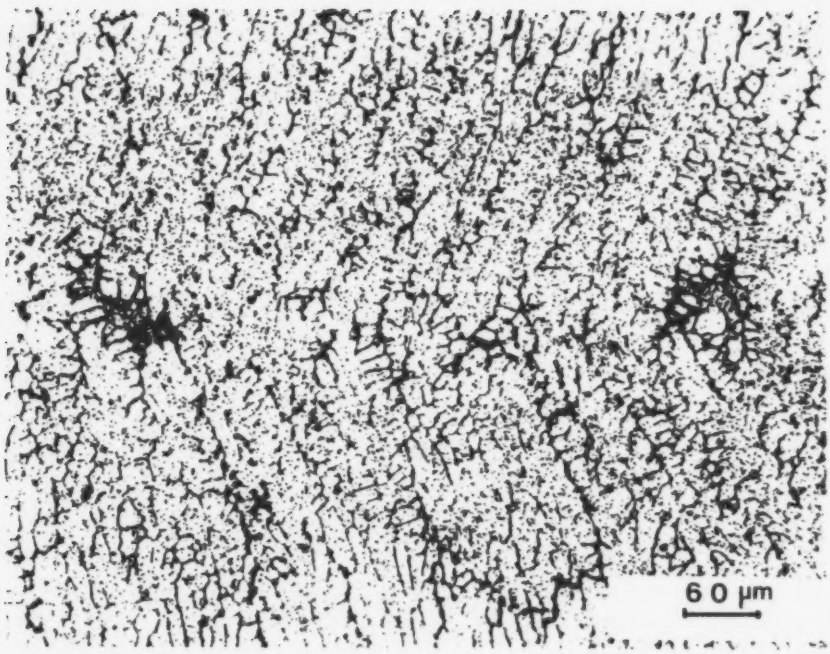


Figure 26 Structure de solidification au milieu d'une tôle d'aluminium 1060 d'épaisseur de 2 mm coulée directement entre les deux rouleaux

ANNEXE 1

Formulation explicite des équations de transfert de chaleur par différences finies (coordonnées cylindriques)

Face tangentielle de l'élément:

Conduction $$\left(\frac{K\Delta\theta}{\Delta R}\right)\left(R_o + \frac{\Delta R}{2}\right)\left(T_1 - T_o\right) = Q$$

Convection $$\left(H_1\Delta\theta\right)\left(R_o + \frac{\Delta R}{2}\right)\left(T_1 - T_o\right) = Q$$

Radiation $$\varepsilon\sigma\Delta\theta\left(R_o + \frac{\Delta R}{2}\right)\left(T_1^4 - T_o^4\right) = Q$$

Face radiale de l'élément:

Conduction $$\left(\frac{K\Delta R}{R_o\Delta\theta}\right)\left(T_2 - T_o\right) = Q$$

Variation de température d'un volume de matériaux dans le temps:

$$\Delta T = \frac{Q\Delta t}{\rho\Delta\theta R_o\Delta R Cp}$$

K = conductivité thermique du matériau
H = coefficient de transfert thermique
ε = émissivité du matériau
σ = constante de Shephan Boltzman
Q = quantité de chaleur
Cp = chaleur spécifique
Δt = incrément de temps
ΔT = incrément de température
ρ = densité du matériau

ANNEXE 2

Liste des paramètres ajustables du modèle de simulation

10	Nombre de noeuds en x dans la tôle à la sortie
0.5000	Espacement en x des noeuds dans la tôle à la sortie
0.3000	Rayon externe du cylindre
0.0075	Espacement radial des noeuds du cylindre
0.0003	Espacement radial des noeuds dans la tôle
7.0000	Angle de contact entre la tôle et le cylindre
8	Nombre de noeuds tangentiels dans la tôle
1.745E-02	dθ
5	Nombre de noeuds radiaux dans le moule
3.000E-02	Epaisseur du cylindre
0.0367	Distance de contact entre la tôle et le cylindre
5	Nombre de noeuds radiaux dans la tôle
2.000E-03	Epaisseur de la tôle
5.670E-08	Constante de Stephan Boltzman
273.00	Echelle centrigrade
25.00	Température initiale des cylindres
665.00	Température d'alimentation de l'alliage
25.00	Température de l'environnement
25.00	Température du caloporteur
4.50	Vitesse de rotation (RPM)
3.704E-05	dt (calcul)
1.414E-01	Vitesse de sortie de la tôle
2.83E+001	Taux de production ml./sec.
0.60	Emissivité du moule
8960.00	Densité du moule à 25°C
8960.00	Densité du moule à 225°C
390.00	Conductivité thermique du moule à 25°C
390.00	Conductivité thermique du moule à 225°C
390.00	Chaleur spécifique du moule à 25°C
390.00	Chaleur spécifique du moule à 225°C
0.60	Emissivité de la tôle
2710.00	Densité de la tôle à 25°C
2710.00	Densité de la tôle à 1025°C
221.86	Conductivité thermique de la tôle à 25°C
221.86	Conductivité thermique de la tôle à 1025°C
582.21	Chaleur spécifique de la tôle à 25 C
878.21	Chaleur spécifique de la tôle à 1025 C
526.80	Delta T équivalent à la solidification
660.00	Température de liquidus de la tôle
20.00	Coefficient de transfert air-tôle
1500.00	Coefficient de transfert tôle-moule à l'entrée
20.00	Coefficient de transfert moule-air
13.33	Période de rotation (sec.)

ANNEXE 3

Exemple du calcul du $\Delta t_{équivalent}$ correspondant à la chaleur latente de solidification de l'aluminium

$$T_{fusion} = 980°C \qquad C_{p_{fusion}} = 784 \frac{J}{Kg\ K}$$

Chaleur latente de fusion ⟶ $10,76 \frac{KJ}{MOLE}$

Masse molaire ⟶ $0,026 \frac{Kg}{MOLE}$

$$\frac{10,76}{0,026} \longrightarrow 413 \frac{KJ}{MOLE}$$

$$\Delta T_{équivalent} = \left(413 \frac{KJ}{Kg}\right) / \left(784 \frac{J}{KgK}\right) \longrightarrow 526°K$$

ANNEXE 4

Composition chimique des matériaux utilisés

Acier	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Al	N_2
Acier au carbone 1010	0,08	0,38	0,08	0,01	0,02	0,008	0,011	0,02	0,0016
Acier au carbone 1020	0,18	0,7	0,01	0,03	0,01	0,005	0,01	0,02	0,0018
Acier au carbone rephosphoré 1020	0,18	0,7	0,01	0,03	0,01	0,01	0,1	0,02	0,0010
Acier inoxydable 304	0,05	1,81	0,53	18,3	8,39				

ANNEXE 5

Conditions expérimentales des aciers

Matériau	Température de fusion, T°c	Température de versement, T°c	Liquidus, T°C
Acier au carbone 1010	1630	1550	1530
Acier au carbone 1020	1620	1540	1520
Acier au carbone rephosphoré 1020	1620	1540	1520
Acier inoxydable 304	1560	1480	1460

ANNEXE 6

Coefficients de partage et rapport de ségrégation du Cr et du Ni dans l'acier inoxydable 304 coulé sur moule statique en acier

Element	Is	K^{θ}/γ
Cr	1,09	0,9
Ni	1,28	1,28

Coefficients de partage et rapport de ségrégation du Cr et du Ni dans l'acier inoxydable 304 coulé sur moule horizontal en dynamique

Élement	Is	K^{θ}/γ
Cr	1,1	0,9
Ni	1,24	1,24